

医用镍钛合金的制备与热压缩变形行为

王臻¹⁾, 徐效文¹⁾✉, 王快社²⁾, 王文²⁾

1) 中南大学生物医学工程系, 长沙 410083 2) 西安建筑科技大学冶金工程学院, 西安 710055

✉通信作者, E-mail: xuxiaowen@csu.edu.cn

摘要 采用真空感应熔炼法制备了医用 Ti-50.7% Ni 合金(原子数分数), 测试了铸态合金的成分、相变点、微观组织和硬度, 并采用 Gleeble-3800 热模拟实验机在变形温度 750~950 °C、应变速率 0.001~1 s⁻¹、应变量为 0.5 的条件下对 Ni-Ti 合金进行高温压缩变形, 分析其流动应力变化规律, 建立了高温塑性变形本构关系和热加工图。结果表明: 当变形温度减小或应变速率增大时, Ni-Ti 合金的流动应力会随之增大。应变速率为 1 s⁻¹ 时, 合金的真应力-真应变曲线呈现出锯齿状特征。根据热加工图, 获得了 Ni-Ti 合金的加工安全区和流变失稳区, 进而确定其合理的热变形温度范围为 820~880 °C, 真应变速率低于 0.1 s⁻¹。从而为制定镍钛合金的锻造工艺参数提供理论和数据基础。

关键词 镍钛记忆合金; 热压缩变形; 应变曲线; 热加工图

分类号 TG174

Preparation and hot compression deformation of biomedical Ni-Ti alloy

WANG Zhen¹⁾, XU Xiao-wen¹⁾✉, WANG Kuai-she²⁾, WANG Wen²⁾

1) Department of Biomedical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China

2) School of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China

✉Correspondent author, E-mail: xuxiaowen@csu.edu.cn

ABSTRACT A Ti-50.7% Ni (atomic fraction) shape alloy was prepared by vacuum induction melting under dynamic argon atmosphere. By analyzing the composition, deformation temperature, microstructure, and hardness of the as-cast Ni-Ti shape alloy in this study, it was found that the properties of the as-cast Ni-Ti alloy met the medical standard. To analyze the variation law of the flow stress, the flow stress of the compression deformation for as-cast Ni-Ti alloy was studied by high-temperature compression with a Gleeble-3800 simulated machine within a deformation temperature range of 750-950 °C, strain rate range of 0.001-1.0 s⁻¹, and strain level of 0.5. To analyze the relationship between variables in the hot deformation process of as-cast Ni-Ti alloy, a constitutive equation based on dynamic material model was established. To determine the reasonable range of hot working conditions for as-cast Ni-Ti alloy deformation, hot processing maps under different hot deformation conditions were set up. The results show that when the deformation temperature decreases or strain rate increases, the flow stress of as-cast Ni-Ti alloy increases. This phenomenon shows that the main factors affecting the flow stress of as-cast Ni-Ti alloy are deformation temperature and strain rate. When the strain rate is 1.0 s⁻¹, the true stress-true strain curves of as-cast Ni-Ti alloy exhibits a zigzag feature. This is mainly attributed to the alternation between hardening and softening during deformation. According to the hot processing maps under different hot deformation conditions, the processing zone and unstable hot deformation region of the as-cast Ni-Ti alloy were obtained. Then, the best temperature range of hot deformation is determined as 820-880 °C, and the true strain rate is less than 0.1 s⁻¹. This study provides a theoretical and data basis for the development of forging process parameters of Ni-Ti alloy.

KEY WORDS Ni-Ti alloy; hot compression; strain curves; hot processing map

收稿日期: 2018-06-07

基金项目: 甘肃省科技重大专项计划“镍产业链关键技术开发与产业化”资助项目(17ZD2GC011)

镍钛形状记忆合金兼有优异的形状记忆功能与超弹性行为、优良的耐磨耐腐蚀性能、良好的储能减震功能等,在国民经济、国防军工和高新技术等领域应用广泛,已成为形状记忆合金家族中极为重要的一员^[1]。等原子比的 Ni-Ti 合金是一种典型的 Ni-Ti 合金,其中轻微富 Ni 合金中的 Ni 原子数分数为 50.1% ~ 52%,高富的 Ni 原子数分数为 52% ~ 57%。Ni-Ti 形状记忆合金的马氏体相变温度受其成分、热处理和加工工艺的影响显著,其中 Ni 含量对合金相变温度的影响最大,因此,通过调整 Ni 含量可有效控制合金的马氏体相变温度^[2-3]。

轻富 Ni 的镍钛形状记忆合金因其在人体体温下具有良好的生物相容性和较好的超弹性。目前,已经在口腔科(牙齿矫正用唇弓丝)、整形外科(人工关节)、神经外科(弧形钉)等领域得以应用^[4-8]。然而,镍钛形状记忆合金是一种典型的难加工金属,一般采用真空感应熔炼工艺制备镍钛合金锭坯,然后将锭坯进行均匀化热处理和热加工成形^[9-10]。研究镍钛形状记忆合金热变形行为,获得变形温度、变形速率和变形程度之间的本构关系以及热加工图,对于合理设计和制定加工工艺具有重要的指导意义^[11-12]。

为此,本文采用真空感应熔炼方法制备了成分为 Ti-50.7% Ni(原子数分数)(Ti-55.76% Ni(质量分数))的医用镍钛形状记忆合金,通过高温均匀化热处理进一步改善铸锭性能。采用 Gleeble-3800 热模拟机对均匀化热处理的镍钛合金进行热压缩实验,研究其热压缩变形行为,建立高温变形本构关系和热加工图,为医用镍钛形状记忆合金的轧制工艺制定提供理论参考。

1 材料及方法

采用真空感应熔炼炉(内置石墨坩埚)制备了 Ni-Ti 合金,其主要成分采用直流光谱仪测试,其中

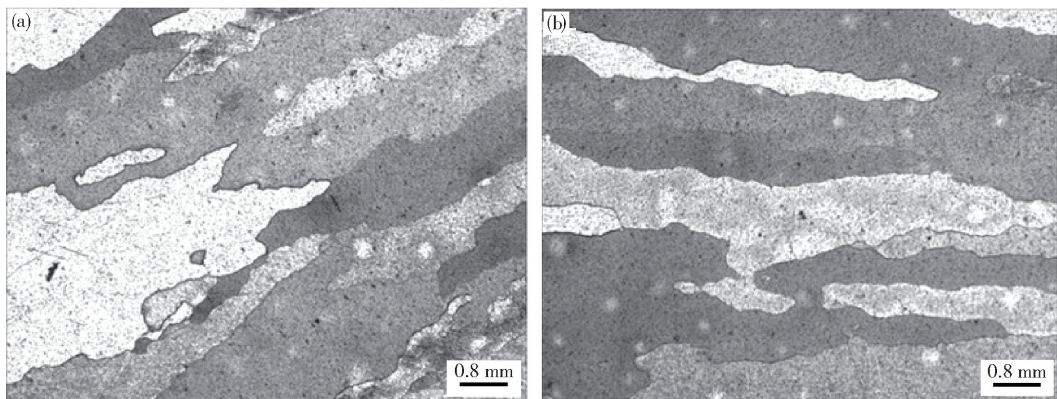


图1 Ni-Ti 铸锭的铸态组织。(a) 边缘部位;(b) 中心部位

Fig. 1 As-cast microstructure of the Ni-Ti ingot: (a) at the edge; (b) at the center

碳、氢、氧成分采用 G8GALILEO 氧氮氢分析仪分析。表 1 为 Ni-Ti 合金铸锭的化学成分,其中 C 含量略有偏高,这是由于采用石墨坩埚制备合金时,微量 C 进入合金熔体的原因。在 850 °C 下对合金铸锭进行均匀化热处理,保温时间为 6 h(850 °C/6 h),以改善合金铸锭的组织 and 性能。

对合金铸锭经粗磨、细磨和抛光后,采用以 5 mL 硝酸、2 mL 氢氟酸和 10 mL 蒸馏水制备的溶液进行浸蚀,然后进行金相组织观察;采用差示扫描量热法(DSC)测定 Ni-Ti 合金的相变温度。采用 HXD-1000T 型维氏硬度仪对沿合金铸锭直径方向不同位置的硬度进行测试,载荷 50 g,保持时间为 15 s,每组试样测量 5 个点,取平均值。

采用线切割法将经过均匀化热处理的合金进行加工,制备 $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。采用 Gleeble-3800 热模拟机对圆柱试样进行热压缩实验,实验条件如下:变形温度分别为 750、800、850、900 和 950 °C,应变速率分别为 0.001、0.010、0.100 和 1.000 s^{-1} ,总压缩应变量为 0.5(真应变)。实验数据由热模拟试验机的计算机系统自动采集。根据真应力-真应变曲线,选取不同变形温度、应变速率和应变变量下的流动应力值,采用 MATLAB 软件模拟计算 Ni-Ti 合金的热加工图,确定有利的热变形工艺参数范围。

表 1 本文医用 Ni-Ti 合金铸锭的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of the medical Ni-Ti alloy in this study

%					
Ni	C	N	H	O	Ti
55.69	0.069	0.010	0.001	0.045	余量

2 结果与分析

2.1 铸态 Ni-Ti 合金的组织与相变温度

图 1 为 Ni-Ti 合金铸锭边缘和中心部位的金相

组织. 可以看出, 合金边部和中心部位的组织都为粗大柱状晶组织, 平均晶粒宽度分别约为 6.6 mm 和 4.4 mm, 这是由于在凝固过程中, 铸态合金晶粒沿温度梯度较大(即热传导方向)的方向生长所致^[13-14].

表 2 DSC 法测定的铸锭相变温度

Table 2 Ingot phase transition temperature measured by DSC method

马氏体相变终止温度, $M_f/^\circ\text{C}$	马氏体相变峰值温度, $M_p/^\circ\text{C}$	马氏体相变开始温度, $M_s/^\circ\text{C}$	奥氏体相变开始温度, $A_s/^\circ\text{C}$	奥氏体相变峰值温度, $A_p/^\circ\text{C}$	奥氏体相变结束温度, $A_f/^\circ\text{C}$
-49	-32	-16	-16	-5	9

对铸态合金沿直径方向不同部位的硬度进行测试, 结果如图 2 所示. 合金硬度的平均值为 315 HV, 但硬度值的波动较大, 说明合金铸态组织的元素偏析程度较大. 对铸锭进行 850 $^\circ\text{C}/6\text{h}$ 的均匀化热处理. 经过均匀化热处理后, 合金的平均硬度值提高为 319 HV, 硬度值波动则较原始铸锭有所减小, 说明均匀化热处理对铸锭组织性能的均匀性有一定的改善.

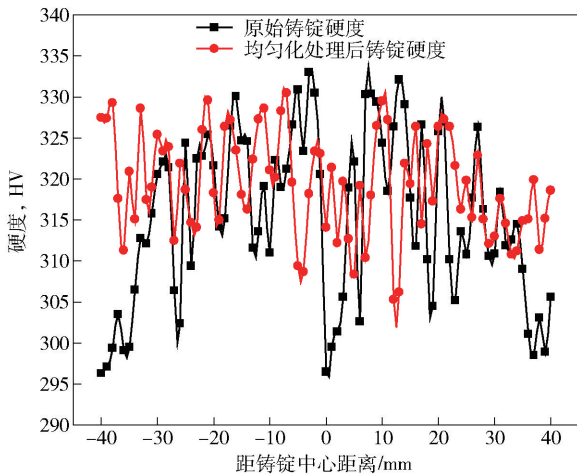


图 2 沿铸锭直径方向的显微硬度分布

Fig. 2 Microhardness distribution of the ingot along the diameter

2.2 Ni-Ti 合金的热变形行为

图 3 为经过均匀化热处理的 Ni-Ti 合金在不同实验条件下热压缩变形的真应力-真应变曲线. 在本文实验条件下, 合金在弹性变形的初始阶段, 随着真应变的增大, 真应力呈线性快速增大. 当应力超过合金的屈服强度时, 则开始发生塑性变形, 随着真应变的增大, 合金的真应力增大幅度缓慢, 该阶段合金同时发生由产生位错导致的加工硬化作用和由动态回复或动态再结晶导致的软化作用, 但由于变形过程中产生的高密度位错导致的硬化作用大于动态回复或动态再结晶导致的软化作用, 使合金的真应力随着真应变的增大而缓慢增大^[16-17]. 当真应力达到峰值后稍微有所下降, 表明动态回复或动态再

采用 DSC 法测定合金的相变温度, 如表 2 所示. 其中奥氏体相变结束温度为 9 $^\circ\text{C}$, 表明合金在室温下具有超弹性性能, 可满足形状记忆合金对超弹性性能的要求^[15].

结晶导致的软化作用略高于加工硬化作用; 随着真应变的继续增大, 加工硬化与动态软化作用相互竞争, 当两者达到平衡状态时^[18-20], 即出现稳态流变特征.

从图 3 可以看出, 在应变速率一定时, 合金的流动应力值会随着变形温度的增大而逐渐下降. 增大变形温度对减小流动应力的作用主要体现在: 一方面, 原子热运动程度显著增强, 启动合金位错所需的临界剪切应力明显降低, 使位错滑移系的数量增多, 有利于合金的塑性变形; 另一方面, 有利于促进合金的动态回复或动态再结晶等软化作用, 降低合金的加工硬化程度. 另外, 提高应变速率, 使变形过程中产生的位错密度急剧增大, 加工硬化速率也相应增大, 进而使流动应力增大.

见图 3 所示, Ni-Ti 合金的真应力-真应变曲线呈现出典型的合金热加工表现, 这种现象主要受两方面作用的影响, 一方面是受到变形过程中硬化与软化交替作用的影响, 另一方面是受变形孪晶形成的影响^[21]. Ni-Ti 合金属于低层错能金属^[22], 变形过程中产生交滑移的难度较大, 而易于在高应力集中区域产生孪晶. 在 Ni-Ti 合金热变形过程中, 产生了大量的位错且易在晶界附近塞积而产生应力集中. 当应变增大时, 产生大量的位错, 当位错运动受到阻碍, 则易在应力集中区域形成孪晶. 当变形孪晶形成时, 可以协调变形, 且应力迅速释放, 使合金的应力-应变曲线上呈现出真应力突然下降的趋势. 随着变形的继续进行, 应力相应增大, 在晶界周围又会产生新的应力集中区域和新的形变孪晶形核, 从而使其应力-应变曲线呈现锯齿状的现象.

2.3 流动应力本构模型的建立

从图 3 所示的 Ni-Ti 合金材真应力-真应变曲线可以看出, 影响 Ni-Ti 合金流动应力值变化的主要因素是合金压缩过程中的变形速率以及变形温度: 变形温度越低或变形速率越大, 流动应力随之增大. 一般可采用 Arrhenius 型双曲正弦本构方程描述合金的流动应力、变形温度和应变速率之间的构

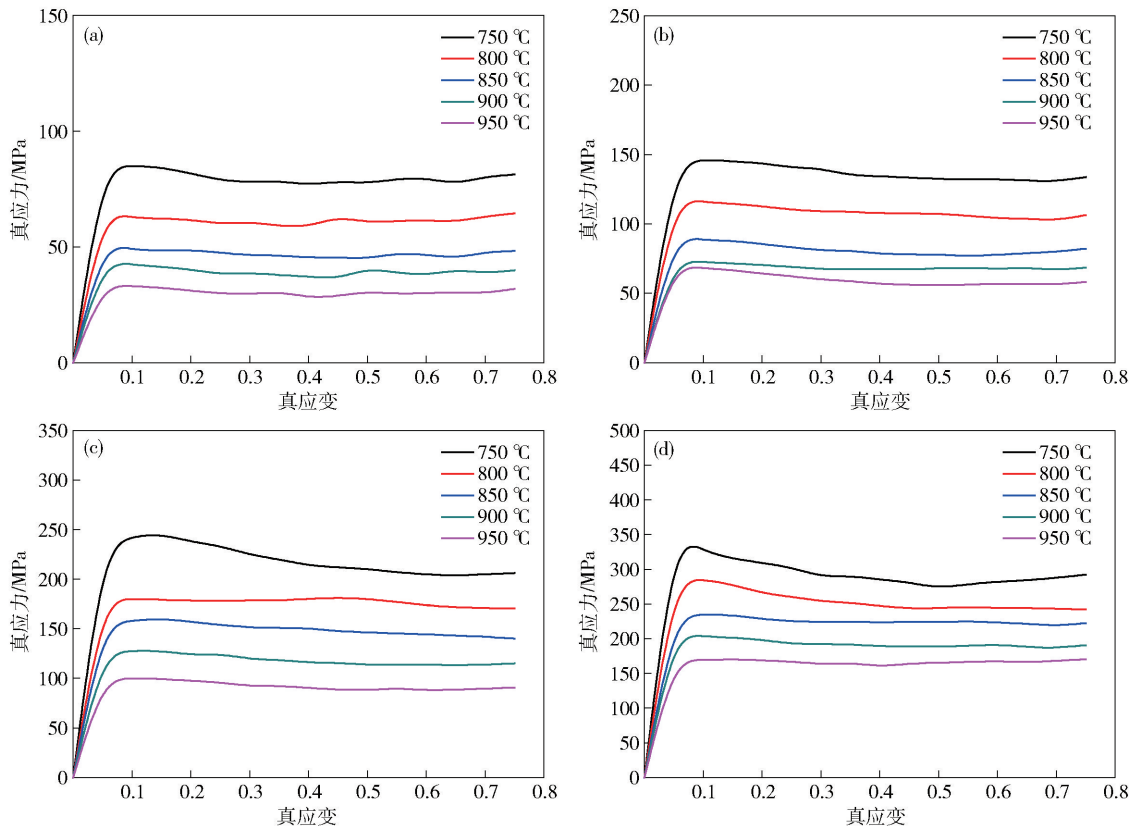


图3 不同应变速率下,不同变形温度时的真应力-真应变曲线. (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

Fig. 3 True stress-true strain curve at different deformation temperatures under different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹

效关系^[23-24]:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: σ 是峰值应力或稳态流动应力, MPa; $\dot{\epsilon}$ 是应变速率, s⁻¹; Q 是热变形激活能, J; R 为气体常数, 8.314 J·mol⁻¹·K⁻¹; T 为绝对温度, K; α, A, n 为材料常数.

对式(1)可写成如下表达式:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\frac{\exp(\alpha\sigma) - \exp(-\alpha\sigma)}{2} \right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

在较低应力状态时, $\alpha\sigma$ 较小, $\sinh(\alpha\sigma) \approx \alpha\sigma$, 则式(2)可描述为:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \alpha^n \cdot \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sigma^n \quad (3)$$

式中: A_1 为常数.

在较高应力状态时, $\alpha\sigma$ 较大, $\sinh(\alpha\sigma) \approx \frac{1}{2} \exp(\alpha\sigma)$, 则式(2)可描述为:

$$\dot{\epsilon} = A \frac{1}{2^n} \exp(n\alpha\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (4)$$

$$\beta = n\alpha \quad (5)$$

式中: A_2 为常数.

可采用 Zener-Hollomon 参数(即温度补偿的变形速率因子)表示变形温度与应变速率之间的关系:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left[\frac{Q}{RT}\right] = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (6)$$

分别对式(1)、(3)和(4)两边取自然对数, 则有:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - \frac{Q}{RT} + n \cdot \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (7)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n \ln \sigma \quad (8)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma \quad (9)$$

当温度固定时, 由式(8)和式(9)可知, $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 σ 成一次函数关系, n 和 β 分别是 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线的斜率.

取图3中在不同实验条件下的 Ni-Ti 合金真应力-真应变曲线的稳态值, 利用线性回归法可分别绘出 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线, 如图4所示.

从式(7)可以看出, 当应变速率固定时:

$$\frac{Q}{Rn} = \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (10)$$

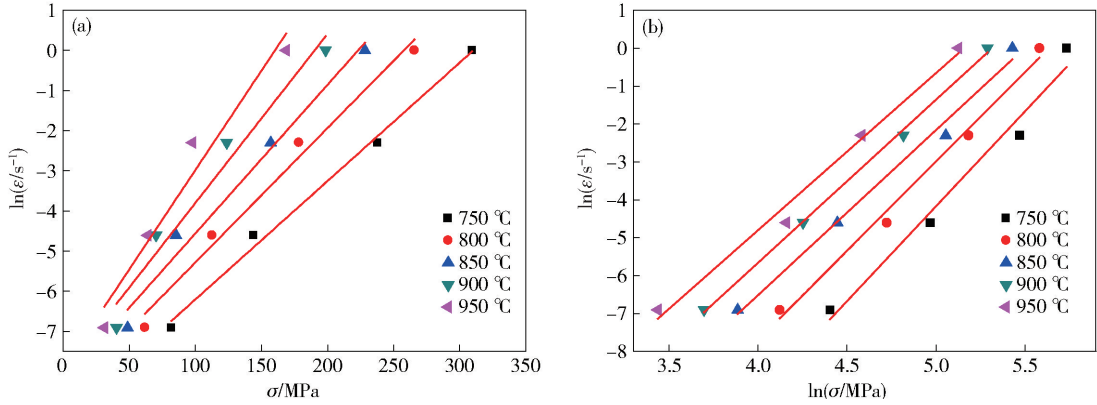


图 4 Ni-Ti 合金的稳态应力与应变速率的关系. (a) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$

Fig. 4 Relationship between steady state stress and strain rate of Ni-Ti alloy: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$

当温度固定时:

$$n = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \quad (11)$$

根据式(10)和式(11), 可得:

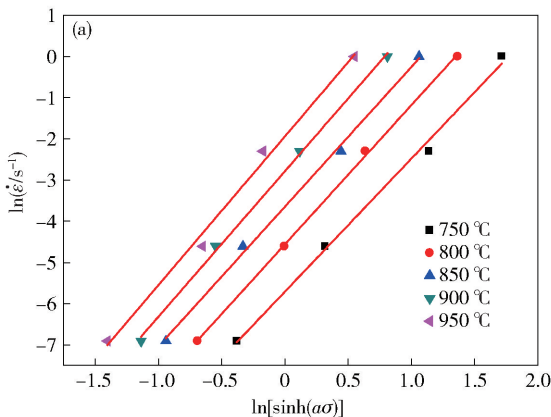
$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (12)$$

采用一元线性回归方法分别绘制不同模型下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ 关系曲线, 如图 5 所示.

根据式(12), 可求出 Ni-Ti 合金高温变形的变形激活能 $Q = 109.37 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, 将 Q, R 代入式(6), 可求出不同变形条件下的 Z 值, 然后对式(6)两边取自然对数可得到:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (13)$$

根据式(13)可绘制出 $\ln Z$ 与 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线, 结果如图 6 所示. 根据图 6 中曲线的斜率和截距, 可求出材料的常数 n 和 A 值如下: $n = 3.49$, $A = 1.50 \times 10^5$. 采用 n 和 β 可求出 $\alpha = 0.010$. 将求



得的 Q, n, A 和 α 等材料参数带入式(1), 可得到 Ni-Ti 合金热压缩变形的流动应力本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 1.50 \times 10^5 \times [\sinh(0.010\sigma)]^{3.49} \exp\left(-\frac{109370}{RT}\right) \quad (14)$$

其中, Z 的参数表达式为 $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{109370}{RT}\right)$.

因此, 通过上述方程确定不同应变变量下的各材料常数, 并对各材料参数与应变变量 (ϵ) 之间的关系进行多项式拟合, 即方程(15) ~ (18), 拟合结果如下:

$$n = 3.5477 + 0.68045\epsilon + 0.34967\epsilon^2 + 0.66583\epsilon^3 \quad (15)$$

$$\alpha = 0.00634 + 0.01079\epsilon + 0.01795\epsilon^2 + 0.00972\epsilon^3 \quad (16)$$

$$Q = 190.82571 + 91.19048\epsilon + 321.0083\epsilon^2 + 278.08333\epsilon^3 \quad (17)$$

$$\ln A = 17.32771 + 5.80758\epsilon + 26.40965\epsilon^2 + 24.69444\epsilon^3 \quad (18)$$

将不同应变变量代入方程(15) ~ (18)中, 得不同

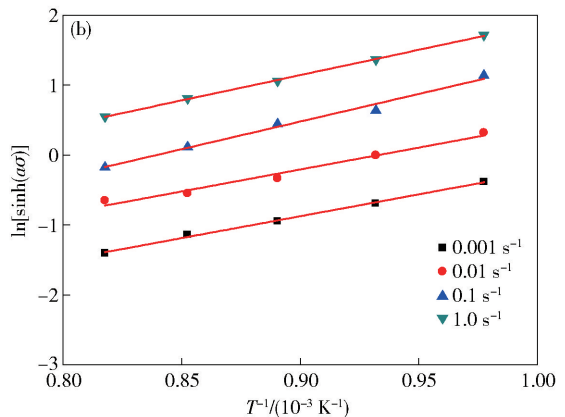


图 5 Ni-Ti 合金的 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 关系曲线(a) 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ 关系曲线(b)

Fig. 5 Relation curve of $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ of Ni-Ti alloy (a) and relation curve of $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ of Ni-Ti alloy (b)

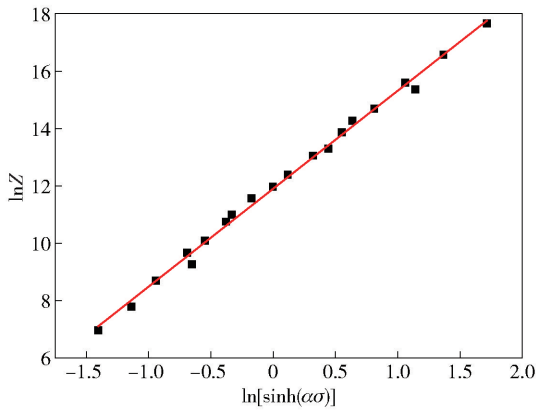


图6 lnZ 与 ln [sinh(ασ)] 关系曲线
Fig. 6 Plot of lnZ versus ln [sinh(ασ)]

应变变量下的 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 值,后代入式(1),计算得到不同变形条件(变形温度、应变速率和应变变量)下的流动应力值,并与实验所测值进行分析,两者的对比图如图7所示。

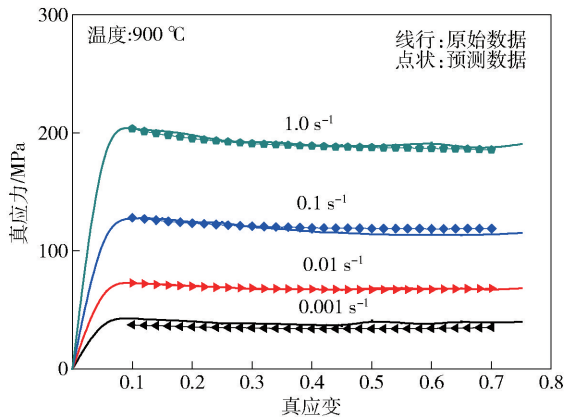


图7 预测应变曲线与实测应变曲线的比较

Fig. 7 Comparison between predicted and measured flow curves

从图7可以看出,所建立的本构方程能够比较精确的预测镍钛合金的流动应力,从而完全满足实际要求。

2.4 热加工图流动应力

Ni-Ti 合金在不同实验条件下的流动应力值如表3所示。

根据表3中的数据,采用 Matlab 软件进行模拟计算,得到 Ni-Ti 形状记忆合金在应变量为 0.1、0.2、0.3 和 0.4 的热加工图,如图8所示,灰色阴影部分表示的是失稳区域,等值线表示的是功率耗散因数,功率耗散因数越大表示合金热加工性能越好。由图8可以看出,合金存在明显的加工安全区和流变失稳区,表明本文实验条件下 Ni-Ti 合金合理的热变形温度范围为 820 ~ 880 °C,真应变速率低于 0.1 s⁻¹。

表3 Ni-Ti 形状记忆合金在不同变形条件下的流动应力值

Table 3 Rheological stress and strain values of Ni-Ti alloy under different deformation conditions

应变变量	应变速率/s ⁻¹	不同温度下的流动应力/MPa				
		750 °C	800 °C	850 °C	900 °C	950 °C
0.1	0.001	85.146	62.551	48.931	42.566	33.268
	0.010	146.85	115.86	88.264	72.478	68.129
	0.100	243.55	180.24	158.4	127.82	100.34
	1.000	326.47	285.74	234.88	203.07	169.07
0.2	0.001	81.899	61.742	48.776	40.358	31.135
	0.010	143.9	112.64	85.382	70.403	64.094
	0.100	237.88	178.41	157.04	123.73	97.844
	1.000	309.36	265.71	228.3	198.52	168.68
0.3	0.001	78.147	60.99	46.518	38.79	29.61
	0.010	141.94	108.84	80.703	67.432	59.946
	0.100	224.64	178.59	151.53	119.42	92.211
	1.000	289.45	253.92	223.79	192.29	163.3
0.4	0.001	76.852	58.794	45.453	37.331	28.22
	0.010	134.4	107.74	78.287	67.808	56.722
	0.100	214	180.08	150.86	115.87	90.351
	1.000	285.38	247.41	223.23	188.73	159.85

3 结论

(1) 应变速率和变形温度是影响医用 Ni-Ti 形状记忆合金的流动应力大小的主要因素。当变形温度减小或应变速率增大时,合金的流动应力值会随之增大。

(2) Ni-Ti 合金热变形激活能 $Q = 109.37 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, 高温变形本构方程为 $\dot{\epsilon} = 1.50 \times 10^5 \times [\sinh(0.010\sigma)]^{3.49} \exp\left(-\frac{109370}{RT}\right)$ 。

(3) 医用 Ni-Ti 合金合理的热变形温度范围为 820 ~ 880 °C, 真应变速率低于 0.1 s⁻¹。

参 考 文 献

[1] Jani J M, Leary M, Subic A, et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. *Mater Des*, 2014, 56: 1078

[2] Frenzel J, George E P, Dlouhy A, et al. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys. *Acta Mater*, 2010, 58(9): 3444

[3] Jiang S Y, Zhang Y Q. Microstructure evolution and deformation behavior of as-cast NiTi shape memory alloy under compression. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2012, 22(1): 90

[4] Zhao W B. Material characteristic and medical application of nickel-titanium shape memory alloy. *J Clin Rehabilitative Tissue Eng*

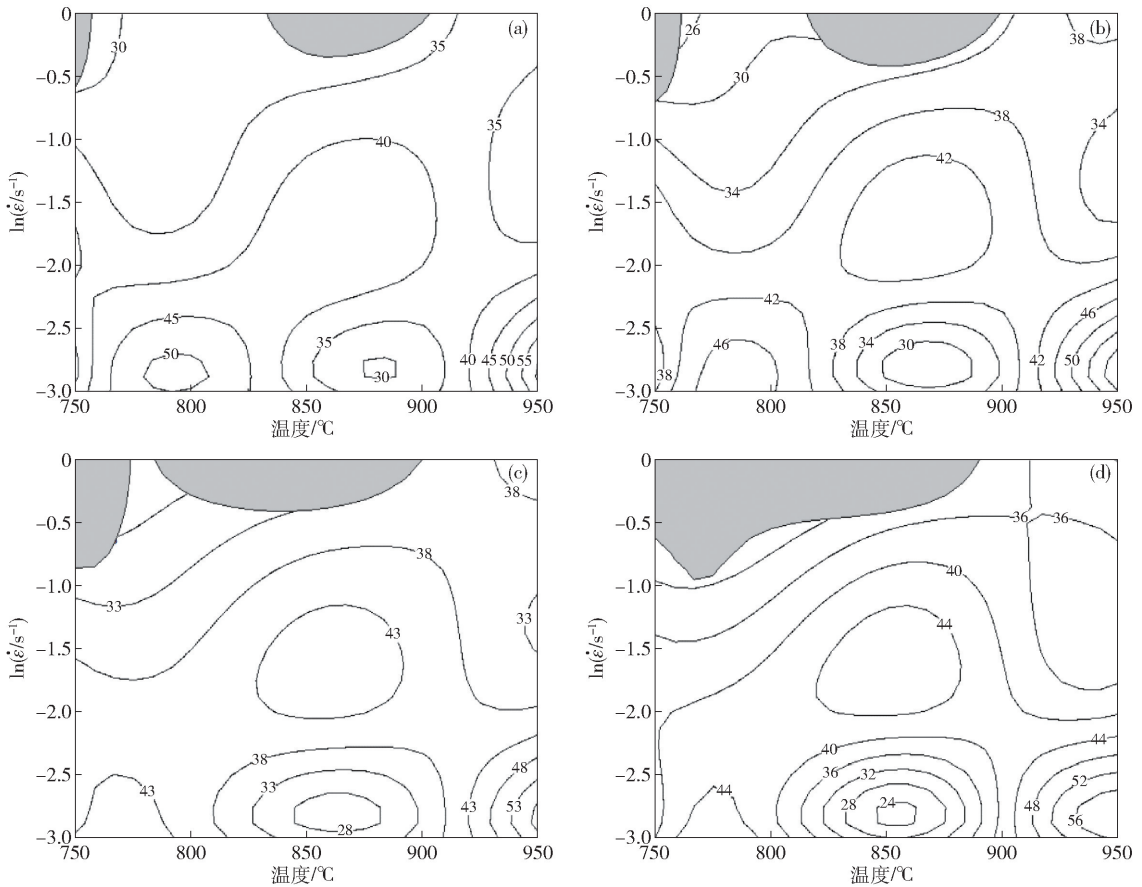


图 8 不同应变量下 Ni-Ti 合金的热加工图. (a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.3; (d) 0.4

Fig. 8 Processing maps for Ni-Ti alloy at different strains: (a) 0.1; (b) 0.2; (c) 0.3; (d) 0.4

Res, 2007, 11(22): 4376

(赵维彪. 镍钛形状记忆合金的材料学特征与医学应用. 中国组织工程研究与临床康复, 2007, 11(22): 4376)

[5] Niinomi M. Recent metallic materials for biomedical application. *Metall Mater Trans A*, 2002, 33(3): 477

[6] Zhang Y T, Liu H Y, Wang C, et al. Development trend and research application situation of biomedical metal materials. *Hot Working Technol*, 2017, 46(4): 21
(张永涛, 刘汉源, 王昌, 等. 生物医用金属材料的研究应用现状及发展趋势. 热加工工艺, 2017, 46(4): 21)

[7] Gao Y J, Chen H N. Shape memory alloy and its application in medicine. *Guangxi Phys*, 2001, 22(1): 24
(高英俊, 陈华宁. 形状记忆合金及其在医学中的应用. 广西物理, 2001, 22(1): 24)

[8] Yu Z T, Yu S, Cheng J, et al. Development and application of novel biomedical titanium alloy materials. *Acta Metall Sinica*, 2017, 53(10): 1238
(于振涛, 余森, 程军, 等. 新型医用钛合金材料的研发和应用现状. 金属学报, 2017, 53(10): 1238)

[9] Lei W G, Zhao Y Q, Han D, et al. Development of melting technology for titanium alloys. *Mater Rev*, 2016, 30(3): 101
(雷文光, 赵永庆, 韩栋, 等. 钛及钛合金熔炼技术发展现状. 材料导报, 2016, 30(3): 101)

[10] Chen W, Zhang W H, Liu L H, et al. Status and trend in the development of the research on the processing technic for NiTi

SMA. *Forging Stamping Technol*, 2005(Suppl 1): 24

(陈威, 张伟红, 刘礼华, 等. NiTi 基形状记忆合金加工工艺技术研究的现状和发展趋势. 锻压技术, 2005(增刊 1): 24)

[11] Zhang H G, He Y, Liu X F, et al. Hot deformation behavior and constitutive relationship of Ni-Ti shape memory alloy during compression at elevated temperatures. *Acta Metall Sinica*, 2007, 43(9): 930
(张红钢, 何勇, 刘雪峰, 等. Ni-Ti 形状记忆合金热压缩变形行为及本构关系. 金属学报, 2007, 43(9): 930)

[12] Zhang W H, Zhang S H. Correction of hot compression test data and constitutive equation of NiTi alloy. *Acta Metall Sinica*, 2006, 42(10): 1036
(张伟红, 张士宏. NiTi 合金热压缩试验数据的修正及其本构方程. 金属学报, 2006, 42(10): 1036)

[13] Da G Z, Xia T D, Wang T M, et al. Preparation of porous NiTi shape memory alloy and its microstructure analysis. *J Lanzhou Univ Nat Sci*, 2003, 39(10): 31
(达国祖, 夏天东, 王天民, 等. 多孔 NiTi 记忆合金的制备与微观分析. 兰州大学学报(自然科学版), 2003, 39(10): 31)

[14] Jiang S Y, Tang M, Zhao Y N, et al. Crystallization of amorphous NiTi shape memory alloy fabricated by severe plastic deformation. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2014, 24(6): 1758

[15] He Z R, Zhang Y H, Liu C, et al. Study on phase transition, shape and superelastic behavior of TiNi alloy. *J Shaanxi Inst*

- Technol*, 1998(4): 1
(贺志荣, 张永宏, 刘琛, 等. TiNi 合金相变、形状及超弹性行为研究. 陕西工学院学报, 1998(4): 1)
- [16] Babu K A, Mandal S, Athreya C N, et al. Hot deformation characteristics and processing map of a phosphorous modified super austenitic stainless steel. *Mater Des*, 2017, 115: 262
- [17] Pu E X, Zheng W J, Xiang J Z, et al. Hot deformation characteristic and processing map of superaustenitic stainless steel S32654. *Mater Sci Eng A*, 2014, 598: 174
- [18] Morakabati M, Kheirandish S, Aboutalebi M, et al. A study on the hot workability of wrought NiTi shape memory alloy. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(18): 5656
- [19] Wan Z P, Hu L X, Sun Y, et al. Hot deformation behavior and processing workability of a Ni-based alloy. *J Alloys Compd*, 2018, 15(769): 367
- [20] Zhang H D, Liu Y, Zhang F, et al. Hot deformation behavior and processing maps of diamond/Cu composites. *Metall Mater Trans A*, 2018, 49(6): 2202
- [21] Sun Y, Feng X Y, Hu L X, et al. Characterization on hot deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy using a combination of 3D processing maps and finite element simulation method. *J Alloys Compd*, 2018, 753: 256
- [22] Edalati K, Horita Z. High-pressure torsion of pure metals: influence of atomic bond parameters and stacking fault energy on grain size and correlation with hardness. *Acta Mater*, 2011, 59(17): 6831
- [23] Wang W Y, Pan Q L, Sun Y W, et al. Study on hot compressive deformation behaviors and corresponding industrial extrusion of as-homogenized Al-7.82Zn-1.96Mg-2.35Cu-0.11Zr alloy. *J Mater Sci*, 2018, 53(16): 11728
- [24] Zhang Y Q, Jiang S Y, Zhao Y N, et al. Constitutive equation and processing map of equiatomic NiTi shape memory alloy under hot plastic deformation. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2016, 26(8): 2152